

明 細 書

表面被覆歯切工具用超硬合金基材、及び表面被覆歯切工具

技術分野

本発明は、基材表面に硬質被覆層が形成された表面被覆歯切工具に好適に使用される表面被覆歯切工具用超硬合金基材に関するものである。

本願は、2003年6月13日に出願された日本国特許出願第2003-169962に対し優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

従来から、歯車の歯切加工に使用するホブ（歯切工具）の基材構成材料として、高速度鋼や超硬合金等が用いられており、現在では、これらの材料からなる基材表面に、硬質被覆層を形成したコーティングホブが用いられるようになっていく。超硬合金基材を用いたホブでは、高速度鋼基材を用いたホブに対して、切削時の冷却用の切削油が不要であり、環境性や生産効率の点で優れるという利点を有している。このため、例えば特公昭59-52951号公報、特開2001-20029号公報に開示されたように、ホブ用の基材として適用できる超硬合金基材に関する種々の提案がなされている。

上記特許文献に記載の技術によれば、WC-βt-Co系超硬合金におけるβt固溶体の含有量制御により、耐チップング性及び耐熱亀裂性を向上させることが可能である。

しかし、ホブによる歯車加工においても、生産効率の向上を目的として、ホブの切削速度の向上に対する要求が強まっている。上記特許文献に記載の超硬合金を用いて作製されたホブを350m/min以上の高速切削条件で用いると、高速回転に伴う微小振動ブレに起因するチップングが発生しやすくなり、この結果、比較的短時間で使用寿命に至ることが判明した。

本発明は、高速切削条件においても、良好な耐チッピング性、耐熱亀裂性、並びに切り粉に対する耐溶着性を得られる表面被覆歯切工具用超合金基材を提供することを目的としている。

前記した特公昭59-52951号公報、特開2001-20029号公報に記載の超合金は、各々の文献に記載されているように、 $200 \sim 300 \text{ m/min}$ 程度の切削速度を想定して開発されており、 350 m/min 以上の高速切削用途にて使用されることは想定されていない。そこで本発明者は、係る高速切削に耐える超合金基材を得るために、WC- β t-Co系合金における硬質相及び結合相の組成について研究を重ね、本発明を完成するに至った。

本発明にかかる表面被覆歯切工具用超合金基材は、基材の表面に硬質被覆層を形成してなる表面被覆歯切工具の基材として使用される表面被覆歯切工具用超合金基材であって、WC- β t-Co系合金からなり、前記基材の結合相を構成するCoの含有量が $12 \sim 17 \text{ wt\%}$ であり、前記基材の硬質相を構成する前記 β t固溶体のうち、WCを除く成分の含有量が $15 \sim 20 \text{ wt\%}$ であるとともに、Ta及びNbの炭窒化物の含有量の合計が、 $5 \sim 8 \text{ wt\%}$ である。

前記構成によれば、 350 m/min 以上の高速切削条件においても、良好な耐チッピング性、耐熱亀裂性を得られ表面被覆歯切工具を実現できる超合金基材を提供できる。

前記 β t固溶体のNb含有量 D_{Nb} とTa含有量 D_{Ta} とが、関係式 $D_{Nb} / (D_{Nb} + D_{Ta}) \geq 0.7$ を満たしてもよい。この場合、超合金基材の耐摩耗性を向上させることができ、特に高温での耐摩耗性に優れる歯切工具を実現できる超合金基材を提供することができる。

前記表面被覆歯切工具用超合金基材の室温での破壊靱性が、 $9.5 \sim 13 \text{ MPa}(\text{m})^{1/2}$ であってもよい。この場合、高速切削条件における耐摩耗性、耐チッピング性に優れる歯切工具を実現できる超合金基材を提供できる。

本発明にかかる表面被覆歯切工具は、前記した本発明にかかる表面被覆歯切工具用超合金基材を備えている。

前記構成によれば、本発明の超合金基材からなる基体を備えたことで、 350 m/min 以上の高速歯切加工条件においても、優れた耐チッピング性、耐熱

亀裂性を奏し、高い生産効率にて長時間の歯切加工を行うことができる。また、本発明に係る超硬合金基材の優れた耐溶着性により、再刃立てによって刃部すくい面の硬質被覆層が除去された後にあっても、被削材の切り粉が溶着し難く、長時間に渡り良好な切削性能を得ることができる。

図面の簡単な説明

図 1 は、コーティングホブの概略構成図である。

図 2 は、硬質被覆層を形成するためのアークイオンプレーティング装置の概略構成図である。

発明を実施するための最良の形態

以下、図面を参照しつつ、本発明の好適な実施例について説明する。ただし、本発明は以下の各実施例に限定されるものではなく、例えばこれら実施例の構成要素同士を適宜組み合わせてもよい。

以下、本発明の実施の形態を、図面を参照して説明する。

図 1 は、本発明に係る超硬合金基材を使用して作製できるコーティングホブ（表面被覆歯切工具）の概略構成図である。同図ではホブ 10 の図示右側で刃部 15 の図示を省略している。図 1 に示すコーティングホブ 10 は、ウォームに刃部 15 を設けたフライスカッタであり、軸 17 周りに回転させることにより歯車の加工を行うものである。このコーティングホブ 10 を回転させると、ホブ 10 の回転につれてねじ面 16 上にある各刃部 15 が、被削筒体 20 に歯形を形成する面に順次現れ、この面状に直進するラックが投影される。このラックにかみ合うように被削筒体 20 を回転させ、同時に歯形を形成する面を歯車の歯すじ方向に送ることによって、被削筒体 20 に歯形を形成できる。

そして、上記コーティングホブ 10 では、その基体が、本発明に係る超硬合金基材を用いて構成されている。すなわち、本実施形態のコーティングホブ 10 を構成する基体は、 $WC-\beta\text{-}t-Co$ 系合金の結合相を構成する Co の含有量が 12～17 wt % とされ、硬質相を構成する前記 $\beta\text{-}t$ 固溶体のうち、 WC を除く成分の含有量が 15～20 wt % とされるときともに、 Ta 及び Nb の炭窒化物の含

有量の合計が、5～8 w t %とされた超硬合金基材からなるものである。

また、上記構成の基体表面には、例えば (A l, T i) N、(A l, T i) (C, N)、(A l, T i, S i) N、T i (C, N)、(A l, T i, S i) (B, N) 等からなる硬質被覆層が、化学蒸着法や物理蒸着法等を用いて形成されており、コーティングホブ10の耐摩耗性、耐酸化性を高める作用を奏する。

以下、本発明に係る表面被覆歯切工具用超硬合金基材を構成する各成分について説明する。

C o : C oは、超硬合金基材における結合相を成すものである。C o含有量が12 w t %未満の場合には、ホブに適用した際の耐チップング性が低下するため好ましくない。また、17 w t %を超える含有量とすると、基材の硬度及び耐摩耗性が低下するため好ましくない。

β t 固溶体 : WC相とともに基材の硬質相を構成する β t 固溶体は、WC-T i C-(T a, N b) Cを主体とするB1構造の固溶体相を指し、T i NやT a N等が固溶されてる場合もある。本発明では、この β t 固溶体を構成する成分のうち、WCを除く成分の含有量が、15～20 w t %とされている。係る成分の含有量が15 %未満の場合、作製したコーティングホブによる切削を行う際に、刃部に対して被削材の切り粉が溶着しやすくなり、工具寿命が短くなる。また耐酸化性も低下するため好ましくない。一方、上記含有量が20 w t %を超える場合、高速切削条件に耐え得る強度が得られず、十分な耐チップング性が得られない。

上記溶着性については、図1に示す刃部15の再刃立てを行った場合に、特に重要である。表面に硬質被覆層が形成されたコーティングホブでは、歯切加工の時間経過とともに、すくい面15aの先端部近傍や、逃げ面15bのすくい面15a側縁端部に摩耗が生じるため、すくい面15a側から刃部15の一部を除去する再刃立てを行うのが通常である。このような再刃立てを施された刃部15では、すくい面15aの硬質被覆層が無くなっているため、超硬合金基材の耐溶着性が乏しい場合、切り粉の溶着、脱落の繰り返しにより刃部15aが損傷して切削性能が著しく低下する場合がある。本発明に係る超硬合金基材では、このような再刃立て後の切削性能も考慮して上記 β t 固溶体の成分構成を規定している

ため、長時間に渡り良好な切削性能が得られるようになっている。

(T a, N b) C : T a C 及び N b C は、上記 β t 固溶体を構成する成分であり、本発明ではこれらの含有量の合計が、5 ~ 8 w t % とされる。係る成分の含有量が 5 w t % 未満の場合、十分な耐溶着性及び耐酸化性が得られない。また、8 w t % を超える場合、本発明において前記 β t 固溶体中の T i C 成分の量が相対的に少なくなるため、十分な耐摩耗性が得られない。さらに、T a C 及び N b C の含有量の合計は、5 ~ 7 w t % とすることがより好ましく、このような成分構成とすることで、高速切削条件における耐摩耗性をさらに向上させることができる。

また、本発明に係る超硬合金基材では、上記 β t 固溶体の N b 含有量 D_{Nb} と、T a 含有量 D_{Ta} とが、 $D_{Nb} / (D_{Nb} + D_{Ta}) \geq 0.7$ なる関係式を満たすことが好ましい。N b 及び T a の含有量を、上式を満たす範囲とするならば、さらに耐摩耗性を向上させることができ、コーティングホブ 10 をさらに長寿命化できる。

尚、本発明者は上記各成分の範囲が適切であり、係る範囲内に制御された超硬合金基材によれば、350 m/min 以上の高速切削条件にあっても良好な耐チッピング性、耐熱亀裂性が得られることを検証しており、その詳細は後述の実施例に記載している。

(実施例)

以下、本発明のコーティングホブ用超硬合金基材を、実施例により具体的に説明する。図2は、以下の実施例において、超硬合金基体表面への硬質皮膜層の形成に用いたアークイオンプレーティング装置の概略構成図である。

このアークイオンプレーティング装置 100 は、成膜チャンバー 110 と、成膜チャンバー 110 の内部にて回転する回転テーブル 170 と、この回転テーブル 170 の外周部に沿って配置され、回転テーブル 170 上で超硬合金基体 10A を回転可能に支持する複数の基体保持部 160 ... とを主体として構成されている。成膜チャンバー 110 には、排気手段 120 と、加熱手段 130 と、ガス供給手段 190 とが接続されている。

成膜チャンバー 110 内部の対向する 2 壁面近傍に、カソード電極（蒸着源）150a、150b が配設されており、各々のカソード電極 150a、150b に、電源 140、140 が接続され、カソード電極 150a、150b 近傍のこれらと対向する位置に、それぞれアノード電極 140a、140b が配置されている。また、回転テーブル 170 には、バイアス電源 180 が接続されており、各基板保持部 160…を介して超合金基体 10A に対してバイアス電圧を印加できるようになっている。

本例では、出発原料の粉末の配合組成を種々に変更して複数種類の超合金基体を作製し、これらの超合金基体の表面に、図 2 に示したアークイオンプレーティング装置 100 を用いて硬質被覆層を形成してコーティングホブを作製した。そして、各コーティングホブの切削性能の評価を行った。

（超合金基材及びホブの作製）

原料粉末として、平均粒径 $2 \sim 4 \mu\text{m}$ の中粗粒 WC 粉末と、いずれも平均粒径 $1 \sim 3 \mu\text{m}$ の (Ti, W) C 粉末、TaC 粉末、NbC 粉末、TiN 粉末、及び Co 粉末を用意した。これらの原料粉末を用いて、表 1 及び表 2 に示した配合組成と実質的に同一組成となるように配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で 24 時間ボールミル混合した。ここで、(Ti, W) C 粉末としては、質量比で TiC : WC = 30 : 70 の組成の固溶体粉末を使用した。

その後、得られた混合粉末を減圧乾燥した後、100MPa の圧力で圧粉体にプレス成形した。この圧粉体を 2kPa の窒素雰囲気中で、温度：1400℃、保持時間：1 時間、の条件で焼結し、直径 85mm、長さ 125mm の超合金の丸棒素材を得た。そして、この丸棒素材から機械加工にて、外径 80mm、長さ 120mm、4 条右ねじれ、22 溝の形状を有するソリッドホブ形式の超合金基体を形成した。

尚、表 1 及び表 2 の各見出しにおいて、各項目 (WC), (Co), (TiC), (TiN), (TaC), (NbC) は、原料配合時における各成分の含有量 (wt%) を示している。

項目 (β t) は、焼結して得られた超合金基体に含まれる β t 固溶体を構成する成分のうち、WC を除く成分の含有量 (wt%) を示している。

項目 (Nb-Ta 比) は、 $D_{Nb} / (D_{Nb} + D_{Ta})$ なる式 (D_{Nb} , D_{Ta} は、それぞれ基体中の Nb, Ta の含有量 (wt %) を示す。) で表されるパラメータである。

(表 1)

実施例	WC	Co	TiC	TiN	TaC	NbC	βt	Nb-Ta 比
1	残	12	10.5	0.5	1.0	4.0	16.0	0.79
2	残	12	11.0	1.0	0.0	6.5	18.5	1.00
3	残	14	10.0	0.2	2.0	4.0	16.2	0.65
4	残	14	11.0	1.0	0.0	7.0	19.0	1.00
5	残	15	11.0	1.0	0.0	7.0	19.0	1.00
6	残	15	14.0	0.2	1.5	4.0	19.7	0.71
7	残	16	14.0	0.5	3.5	2.0	20.0	0.35
8	残	17	11.0	1.0	0.0	7.0	19.0	1.00
9	残	18	10.0	0.5	1.0	5.0	16.5	0.82
10	残	18	12.0	1.0	4.0	3.0	20.0	0.41
11	残	20	9.0	0.6	1.0	5.0	15.6	0.82
12	残	20	10.0	0.6	6.0	0.0	16.6	0.00

(wt %)

(表 2)

比較例	WC	Co	TiC	TiN	TaC	NbC	βt	Nb-Ta 比
1	残	12	18	0.9	2.0	4.0	24.9	0.65
2	残	12	25	0.4	1.0	4.0	30.4	0.79
3	残	14	5	0.9	0.0	7.0	12.9	1.00
4	残	14	13	0.2	2.0	1.0	16.2	0.32
5	残	15	7	0.2	1.5	4.0	12.7	0.71
6	残	15	9	0.9	4.0	5.0	18.9	0.54
7	残	16	14	0.5	2.0	1.0	17.5	0.32
8	残	17	8	0.9	0.0	10.0	18.9	1.00
9	残	18	13	0.5	1.0	1.0	15.5	0.48
10	残	18	20	1.5	4.0	3.0	28.5	0.41
11	残	20	8	0.6	6.0	4.0	18.6	0.38
12	残	20	9	0.6	1.0	5.0	13.0	0.82

(wt %)

次に、これらの超硬合金基体を、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥させた後、それぞれ図2に示したアークイオンプレーティング装置100内の回転テーブル170上の外周部に沿って設けられた基体保持部160に対して装着した。次いで、装置100内を排気して0.5Paの真空中に保持しながら、ヒーターで装置内を500℃に加熱した。その後、前記回転テーブル170上で自転しながら回転する超硬合金基体10Aに、バイアス電源180により-1000Vの直流バイアス電圧を印加した状態で、カソード電極150aの金属Tiとアノード電極140aとの間にアーク放電を発生させて、超硬合金基体10Aの表面をTiボンバード洗浄した。

次に、装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して10Paの反応雰囲気とするとともに、前記回転テーブル170上で自転しながら回転する超硬合金基体10Aに、-300Vのバイアス電圧を印加しながら、TiAl金属からなるカソード電極150bとアノード電極140bとの間にアーク放電を発生させて、前記超硬合金基体10Aの表面に、層厚方向に沿って目標全体層厚の(Ti, Al)N層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、図1に示した形状のコーティングホブをそれぞれ作製した。

(評価)

次に、上記にて作製した複数のホブを用いて、材質がJIS SCr420Hの低合金鋼であり、モジュール：1.75、圧力角：17.5度、歯数：33、ねじれ角：36度左捩れ、歯丈：5.86mm、歯幅：15.5mmの寸法及び形状を有する歯車の加工を、表3及び表4に示す各切削速度及び送りにて、加工形態：クライム、シフトなし、ドライ（エアブロー）、高速歯切加工条件で行い、逃げ面摩耗幅が0.10mmに至る（使用寿命）までの歯車加工数を測定した。この測定結果をそれぞれ表3及び表4に示した。

(表 3)

実施例	切削速度 (m/min)	送り (mm/rev)	加工数	破壊靱性 (MPa√m)
1	350	2.00	1300	9.3
2	350	2.00	1200	9.6
3	375	2.00	950	9.7
4	375	2.00	1500	9.9
5	400	1.75	1200	11.0
6	400	1.75	1200	10.5
7	350	2.00	1000	11.2
8	420	1.50	1300	12.5
9	400	1.75	1300	11.6
10	350	2.00	1100	11.8
11	350	2.00	1200	13.0
12	400	1.75	1100	12.8

(表 4)

比較例	切削速度 (m/min)	送り (mm/rev)	加工数	破壊靱性 (MPa√m)	備考
1	350	2.00	50	9.1	チッピング
2	350	2.00	100	8.6	チッピング
3	375	2.00	150	10.3	溶着
4	375	2.00	500	9.4	溶着
5	400	1.75	200	12.0	溶着
6	400	1.75	700	11.3	摩耗大
7	350	2.00	450	11.5	溶着
8	420	1.50	600	12.7	摩耗大
9	400	1.75	400	11.8	溶着
10	350	2.00	30	11.0	チッピング
11	400	1.75	650	13.0	摩耗大
12	350	2.00	250	13.5	溶着

表3及び表4に示すように、本発明の要件を満たす範囲内に各成分が制御されている実施例1～12のコーティングホブでは、 350 m/min 以上の高速切削条件にて、950以上の加工数が得られており、高速切削条件においても良好な耐チップング性、及び耐摩耗性が得られることが分かる。また、(Nb-Ta比)が0.7以上である実施例1, 2, 4～6, 8, 9, 11のコーティングホブでは、1200～1500の加工数が得られており、係るパラメータ(Nb-Ta比)を適切に制御することで、耐チップング性、耐摩耗性を向上できることが分かる。このように使用寿命を延ばすことができるのは、Nb成分を相対的に多く含有させることで、高温における耐摩耗性が向上した結果であると考えられる。

これに対して、本発明の要件を満たさない比較例1～12の各コーティングホブでは、その加工数が30～700であり、 350 m/min 以上の高速切削条件では、十分な耐チップング性、耐摩耗性、並びに耐溶着性が得られないことが分かる。

より詳細には、基体中でTaないしNbの炭窒化物を形成するTaC及びNbCの合計含有量は適切な範囲とされているが β t固溶体のうちWCを除く成分の含有量(β t)が適切に制御されていないコーティングホブ(比較例1～3, 5, 10, 12)では、加工を開始して短時間でチップング、あるいは切り粉の溶着が発生して加工を継続できなくなっている。特に β t固溶体のうちWCを除く成分の含有量(β t)が20wt%を超える含有量のコーティングホブ(比較例1, 2, 10)では、使用寿命が際立って短くなっている。

逆に、 β t固溶体のうちWCを除く成分の含有量(β t)は適切な範囲であるがTaC及びNbCの合計含有量が適切に制御されていないコーティングホブ(比較例4, 6～9, 11)では、十分な耐溶着性ないし耐摩耗性が得られないために、700以下の加工数となっている。

以上から、 350 m/min 以上の高速切削条件において、長寿命のコーティングホブを実現するためには、 β t固溶体のうちWCを除く成分の含有量と、TaC及びNbCの合計含有量との両方が適切に制御された超合金基材とすることが必要である。

本発明の表面被覆歯切工具用超硬合金基材によれば、WC- β t-Co系超硬合金における結合相のCo含有量が12～17wt%とされ、かつ硬質相の β t固溶体のうち、WCを除く成分の含有量が15～20wt%とされるとともに、Ta及びNbの炭窒化物の含有量の合計が、5～8wt%とされていることで、歯切工具に適用した際に、350m/min以上の高速切削条件においても良好な耐チップング性、及び耐摩耗性を得ることができる。

特に、 β t固溶体のNb含有量 D_{Nb} と、Ta含有量 D_{Ta} とが、 $D_{Nb} / (D_{Nb} + D_{Ta}) \geq 0.7$ なる関係式を満たす構成とすることで、耐摩耗性をさらに向上させることができ、より長寿命の歯切工具を実現できる。

産業上の利用の可能性

本発明は、高速切削条件においても、良好な耐チップング性、耐熱亀裂性、並びに切り粉に対する耐溶着性を得られる表面被覆歯切工具用超硬合金基材、表面被覆歯切工具として利用できる。

請求の範囲

1. 基材の表面に硬質被覆層を形成してなる表面被覆歯切工具の基材として使用される表面被覆歯切工具用超硬合金基材であって、

WC- β t-Co系合金からなり、

前記基材の結合相を構成するCoの含有量が12~17wt%であり、

前記基材の硬質相を構成する前記 β t固溶体のうち、WCを除く成分の含有量が15~20wt%であるとともに、Ta及びNbの炭窒化物の含有量の合計が、5~8wt%である。

2. 請求項1に記載の表面被覆歯切工具用超硬合金基材であって、

前記 β t固溶体のNb含有量 D_{Nb} とTa含有量 D_{Ta} とが、関係式 $D_{Nb} / (D_{Nb} + D_{Ta}) \geq 0.7$ を満たす。

3. 請求項1に記載の表面被覆歯切工具用超硬合金基材であって、

室温での破壊靱性が、 $9.5 \sim 13 \text{ MPa} (\text{m})^{1/2}$ である。

4. 表面被覆歯切工具であって、

請求項1に記載の表面被覆歯切工具用超硬合金基材を備えている。

1/1

図1

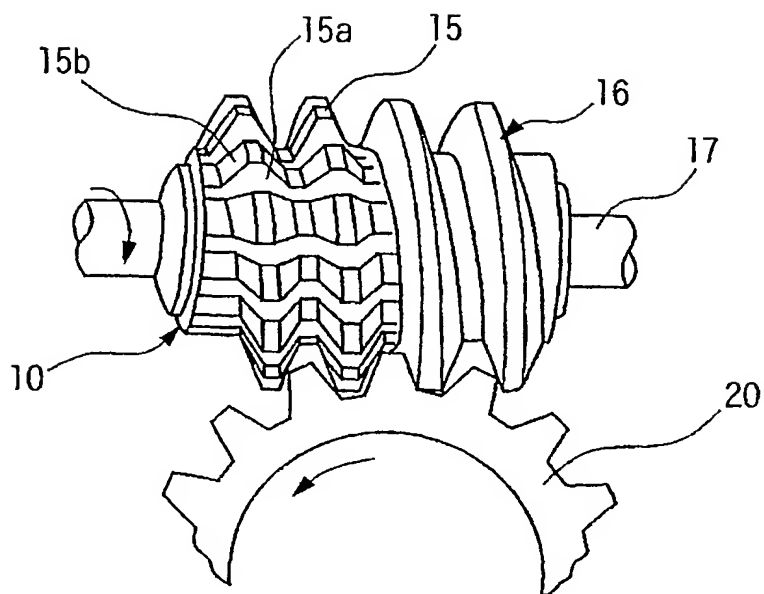


図2

